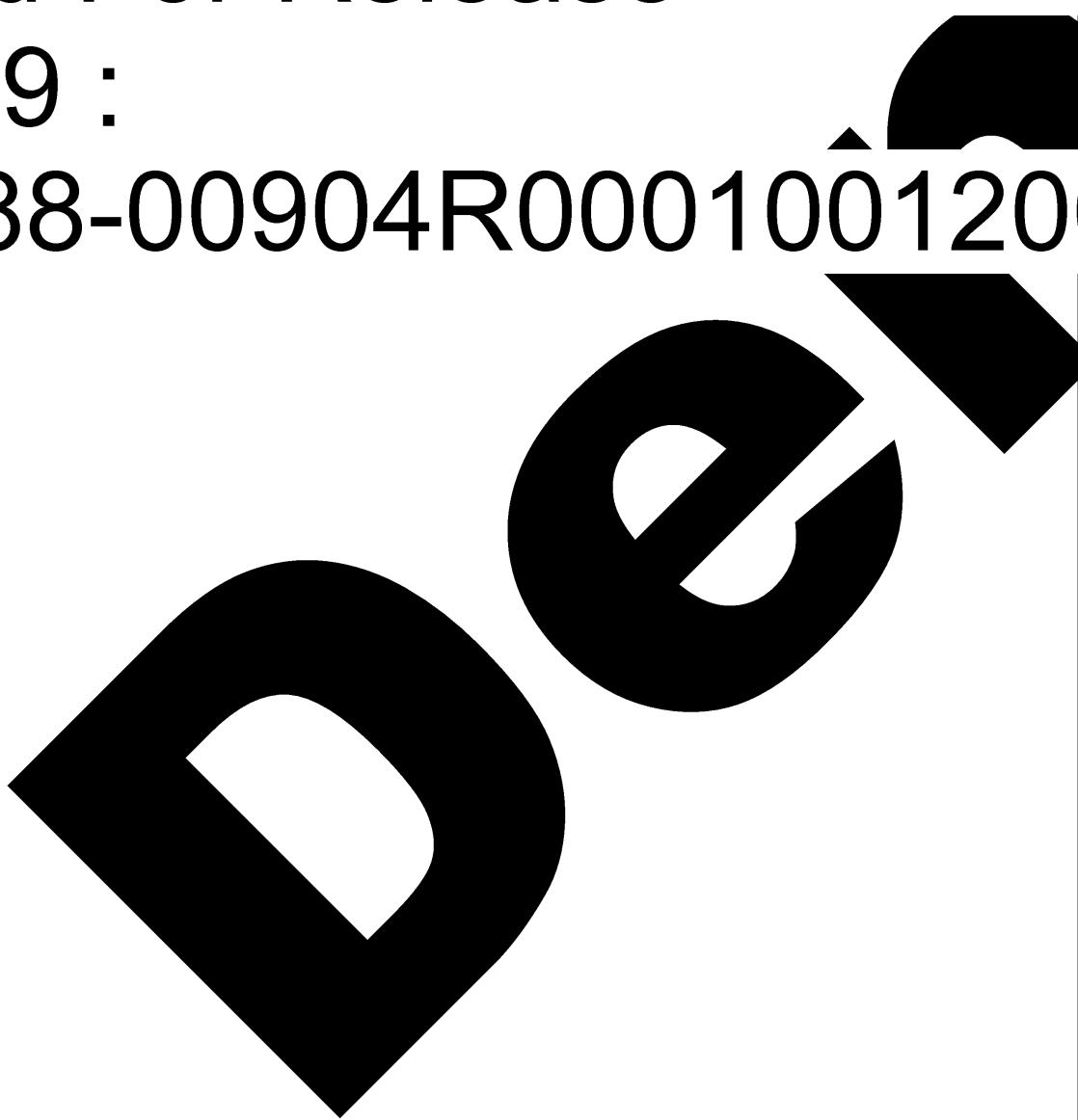


Approved For Release STAT
2009/08/19 :
CIA-RDP88-00904R000100120



Approved For Release
2009/08/19 :
CIA-RDP88-00904R000100120





Вторая Международная конференция
Организации Объединенных Наций
по применению атомной энергии
в мирных целях

4166
1959
A/CONF/15/P/2194
USSR
ORIGINAL: RUSSIAN

Не подлежит оглашению до официального сообщения на Конференции

*PROBLEMS OF THE CORROSION RESISTANCE OF SOME MATERIALS
IN SODIUM AND LITHIUM*

ВОПРОСЫ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ НЕКОТОРЫХ МАТЕРИАЛОВ
В НАТРИИ И ЛИТИИ

Ляшенко В.С., Зотов В.В., Андреев В.Е.,
Абрамович М.Д., Иванов В.А.

Натрий, калий и особенно литий-7 по ядерно-физическим свойствам являются перспективными теплоносителями для энергетических ядерных реакторов, работающих при высоких температурах. В связи с этим, изучение коррозионной стойкости и подбор конструкционных материалов для указанных теплоносителей является важным вопросом для практических целей. Этот же вопрос является важным и в научном отношении, поскольку жидкотемпературные теплоносители в энергетике применяются сравнительно недавно и поэтому изучение механизма коррозии и выяснение факторов, влияющих на коррозионную стойкость материалов в указанных теплоносителях позволит с меньшими затратами создавать более коррозионностойкие материалы.

Коррозионное взаимодействие конструкционных материалов с щелочными металлами (натрий, калий, литий) является типичным примером чисто химической коррозии. С некоторой достоверностью способность химического взаимодействия (в частности растворения) между конструкционными и щелочными металлами качественно может быть оценено путем сопоставления их атомных объемов, энергетического состояния валентных электронов и типа кристаллических решеток. Известно, что натрий и калий особенно сильно отличаются по значению атомных объемов и энергетическому состоянию валентных электронов от таковых для многих компонентов, входящих в конструкционные стали и сплавы ($Fe, Ni, Cr, Nb, Mn, V, Ti, Zr, W, Mo$).

По сравнению с другими щелочными металлами литий имеет меньший

-2-

атомный объем и поэтому к некоторым из перечисленных элементов он имеет благоприятный объемный фактор.

На основании приведенных выше соображений можно полагать, что растворимость в натрии, и особенно в калии, при высоких температурах большинства элементов, входящих в конструкционные стали и сплавы, должна быть ничтожно малой, тогда как растворимость их в литии должна быть значительно большей.

И действительно, сравнивая коррозионную стойкость ряда конструкционных материалов в натрии, калии и литии мы убеждаемся, что литий обладает большей коррозионной агрессивностью, чем натрий и калий. Так, в литии совершенно неустойчивым является алюминий, мало устойчивыми являются никель и стали аустенитного типа, тогда как в натрии и калии алюминий является устойчивым до $\sim 450^{\circ}$, а никель и сплавы, содержащие никель, являются весьма устойчивыми до высоких температур $\sim (900^{\circ})$ (1).

Имеющиеся литературные данные указывают, что растворимость железа в натрии при $\sim 500^{\circ}$ составляет $\sim 10^{-7}\%$, т.е. является ничтожно малой величиной (2). На степень растворимости железа в натрии, а следовательно и на коррозионное взаимодействие, сильное влияние оказывают имеющиеся примеси в конструкционных стальных и сплавах и особенно примеси кислорода, углерода, углеводородов и гидроокиси в натрии (2). Механизм влияния примесей на растворимость и коррозионное взаимодействие пока еще не ясен. К сожалению в литературе отсутствуют данные о растворимости многих других элементов, входящих в конструкционные стали. Поскольку хромистые и хромоникелевые стали, а также сплавы на никелевой основе являются устойчивыми в натрии и сплавах натрий - калий, то можно считать, что и элементы, входящие в указанные сплавы, также обладают весьма малой растворимостью.

В настоящей работе приводятся экспериментальные данные по коррозионной стойкости некоторых конструкционных сталей и сплавов в потоке натрия в зависимости от наличия в нем примесей кислорода и углерода в виде паров масла, а также данные по коррозионной стойкости их в статическом литии при разных условиях.

1. Изучение коррозионно-эррозионной стойкости сталей в потоке натрия в зависимости от содержа- ния кислорода в нем

Первая серия опытов по изучению коррозионно-эррозионной стой-

-3-

кости некоторых сталей в натрий проводилась в контуре (фиг.1) при следующих условиях:

- 1 - температура натрия - 600°C ;
- 2 - скорость потока натрия $\sim 5 \text{ м/сек}$;
- 3 - в процессе работы контура I/3 всего натрия по байпасной линии непрерывно поступала на фильтрацию при $120-150^{\circ}$, в результате чего чистота натрия по кислороду поддерживалась на уровне $7-8 \times 10^{-3} \text{ вес. \%}$.

В указанных условиях были испытаны три стали аустенитного класса, химсостав которых приведен в таблице 1.

Таблица 1

Марка стали	Химический состав в %						
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Ti
ЭИ-211/Х20Н14С2/	0,05-0,07	1,05- 1,35	2,03- 2,8	19,1 21,0	12,1- 14,0	-	-
ЯМ (Х18Н9Т)	0,06	1,17	0,43	17,75	10,25	-	0,45
ЭИ-448(Х18Н12М2Т)	0,08	1,10	0,51	16,46	12,5	2,01	0,52

Испытанию подвергались образцы в виде трубок длиной 500 мм, размером 12,0x0,4 мм (ЭИ-211); 9,2x0,5 (ЯМ) и 9,0x0,4 (ЭИ-448).

Степень коррозионного взаимодействия оценивалась по изменению механических свойств, микроструктуры и изменению содержания углерода в испытуемых трубках.

В таблице 2 приведены данные по изменению механических свойств трубок в процессе коррозионных испытаний в указанных условиях в течение 5100 час.

-1-

Таблица 2

Марка стали	Исходное состояние		После испытания в потоке Na при 600°				После выдержки без среды при 600°	
	σ_e , кг/мм ²	δ , %	1644 час.	3000 час.	5100 час.	1500 час.		
	σ_e , кг/мм ²	δ , %	σ_e , кг/мм ²	δ , %	σ_e , кг/мм ²	δ , %	σ_e , кг/мм ²	δ , %
ЭИ-2М1	63	39	67	27	59	34	64	24
Я И Т	64	32	70	26	69	18	75	25
ЭИ-448	65	18	75	13	67	7	75	15
							58	50
							69	31
							69	20

Примечание. Испытание механических свойств производилось на кольцевых образцах.

На фиг.2 приведены микрофотографии микроструктуры сталей в исходном состоянии, а на фиг. 3 после коррозионных испытаний трубок.

Вторая серия опытов по изучению коррозионной стойкости образцов из сталей ЯИТ и ЭИ-448 в виде трубок размером 9,0x0,4 мм производилась при 600° в потоке натрия, содержащего кислород в количестве $2 \cdot 10^{-2}$ вес.%.

В таблице 3 приведены данные по изменению механических свойств трубок в процессе коррозионных испытаний в течение 4100 час.

Таблица 3

Марка стали	Исходное состояние		После испытания в потоке Na при 600°.					
	σ_e , кг/мм ²	δ , %	550 час		1600 час.		4100 час.	
	σ_e , кг/мм ²	δ , %	σ_e , кг/мм ²	δ , %	σ_e , кг/мм ²	δ , %	σ_e , кг/мм ²	δ , %
Я И Т	64	32	76	21	78	20	70	4
ЭИ-448	65	18	69	10	68	9	x)	x)

Примечания. 1. Испытания механических свойств проводились на кольцевых образцах.

2. x) образцы весьма хрупкие, сломались при установке их в зажимы разрывной машины.

-5-

На фиг.4а,б приведены фотографии микроструктур сталей ЯИТ и ЭИ-448 после коррозионных испытаний.

Приведенные результаты коррозионных испытаний аустенитных сталей в потоке натрия с различным содержанием кислорода убедительно показывают насколько коррозионно-агрессивным становится натрий при повышенном содержании в нем кислорода.

Если в первом опыте при содержании кислорода $7\text{-}8 \times 10^{-3}$ вес.%, хотя и наблюдается коррозионное взаимодействие (см. табл.2 и фиг. За,б,в), то оно не является катастрофическим, т.к. комплекс механических свойств после 5100 час. испытания остается все еще достаточно высоким (табл.2).

Во втором же опыте наличие кислорода в натрии $2 \cdot 10^{-2}$ вес.% оказалось столь пагубным для сталей ЯИТ и ЭИ-448, что относительное удлинение после 4100 час. испытания приобрело практически нулевое значение (табл.3).

Следует обратить внимание, что спектральный качественный анализ трубок из сталей ЯИТ, ЭИ-2И и ЭИ-448 после коррозионных испытаний в потоке натрия в течение 5100 час. показал наличие в них натрия по всей толщине. Количество натрия в стали не определялось.

2. Изучение эрозионной стойкости и способности к науглероживанию некоторых сплавов в потоке натрия

На эрозионную стойкость и одновременно на науглероживание исследование подвергались цилиндрические образцы из сталей ЭИ-2И, ЯИТ, ЭИ-448, никрома Х20Н65, никоников 1Х20М75ДТ, 1Х16М6О2 и никеля путем вращения образцов в натрии со скоростью 7,6 м/сек при 600° в течение 1500 час. Для предотвращения раскручивания жидкого натрия сосуд из стали ЯИТ, в котором вращались образцы, имел ограничивающие ребра, близко расположенные к вращаемым образцам.

Установка была сделана так, что над поверхностью натрия были пары масла под давлением $\sim 10^{-3} - 10^{-2}$ мм ртутного столба. В результате испытания было установлено, что поверхности образцов из исследованных материалов не имеют эрозионного разрушения, однако

-6-

наблюдается значительное изменение их механических свойств (табл.4) и микроструктуры (фиг.5а, б, в, г, д, е, ж). Изменение механических свойств и микроструктуры обусловлено науглероживанием поверхностного слоя образцов. Химический анализ трубы из стали ЯИТ, с толщиной стенок 0,35 мм, находившейся в процессе испытания в этой же установке, показал наличие углерода 2,8 вес.-%.

Таблица 4

Материал образцов	Выдержка без среды, 600°С, 700 час.		Выдержка в натрии 1500 час., 600°, 7,6 м/сек				Микротвердость, H_V	
	σ_e , кг/мм ²	δ , %	σ_e , кг/мм ²	δ , %	Глубина наугле- рожива- ния, μ	Микротвердость, H_V		
			Основа	Поверхн. слоя				
ЭИ-244	79	37	66	14	180	340	650	
ЯИ Т	86	28	73	0,5	400	341	800	
ЭИ-448	73	32	66	5	200	300	850	
Нихром Х20Н65	89	29	63	45	60	340	650	
Х20Н75НТ	74	40	73	35	Нет науг- лерожива- ния	244	244	
Х6Н60Н2	122	13	92	25	30	341	643	
Никель	62	25	43	50	/30/ ^X	183	84	

Из данных таблицы 4 и микрофотографий (фиг. 5а, б, в, г, д, е, ж) видно, что аустенитные стали и сплавы на никелевой основе по разному воспринимают науглероживание. Стали обладают большей степенью науглероживания, чем сплавы на никелевой основе. Большая степень неуглероживания наблюдается для тех сталей и сплавов, которые содержат большее количество карбидообразующих элементов. По уменьшению склонности к науглероживанию стали располагаются в таком порядке: ЯИ Т, ЭИ-448 и ЭИ-244; сплавы: - Х20Н75НТ, Х6Н60Н2, никром Х20Н65 (см. фиг. 5а, б, в, г, д, е, ж). На образцах никеля также имеется каемка коррозионного взаимодействия глубиною до 30 μ (фиг. 5ж), но наличие ее обусловлено не науглероживанием, а, вероятно,

-7-

за счет обезуглероживания или обескислороживания в среде натрия, т.к. микротвердость этой каемки оказалась меньшей, чем микротвердость сердцевины образца (см. табл.4).

3. Изучение коррозионной стойкости сталей в литии

Изучение коррозионной стойкости некоторых сталей в литии производилось в статических условиях на плоских разрывных (пятикратной длины) образцах толщиной 0,7 мм, а также на плоских образцах для исследования гиба с перегибом. Изменение свойств сталей после выдержки в литии при высокой температуре сравнивалось с изменением свойств после выдержки при тех же температурных условиях, но без лития, и со свойствами в исходном состоянии.

Реакционные сосуды, в которых выдерживались образцы испытуемых сталей, изготавливались либо из технического железа, либо из той же стали, что и образцы.

Заполнение сосудов расплавленным литием производилось в вакууме $1 \cdot 10^{-3} - 10^{-4}$ мм ртутного столба путем передавливания его через сетку с помощью аргона.

Заполненные литием реакционные сосуды помещались в стаканы большего диаметра из хромоникелевой нержавеющей стали, которые герметично заваривались и выдерживались в печи при заданной температуре. После выдержки в литии и без лития образцы подвергались металловедческому исследованию.

Химический состав применяемого в исследовании лития приведен в таблице 5.

Таблица 5

Элементы	Li	K	Na	Mg	Al	Fe	Ca	SiO ₂	N	Mn
%	98,87	0,01	0,63	0,17	0,02	0,003	0,03	0,12	0,012	0,005

Коррозионному исследованию были подвергнуты углеродистые, хромоникелевые и хромистые сложнолегированные стали.

а) Углеродистые стали

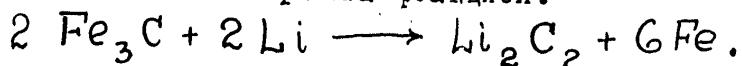
Для выяснения коррозионной стойкости углеродистых сталей в зависимости от содержания углерода были испытаны: железо, содер-

-8-

жащее углерода 0,04%, ст.20; ст.50 и У-7.

После выдержки их в литии при 830°C в течение 230 час. было обнаружено, что содержание углерода во всех сталях резко снизилось. Изучение микроструктуры показывает практически полное исчезновение перлитной составляющей, а в образцах ст.45 и У-7 появились пустоты (фиг.6а,б). Потеря веса и количество проникшего лития в стали тем больше, чем больше углерода в сталях.

Известно, (3, 4), что карбиды лития легко образуются при взаимодействии исходных компонентов, поэтому коррозия цементита с литием может быть изображена реакцией:



Карбид лития легко разлагается водой с образованием ацетилена, вследствие чего в микроструктуре углеродистых сталей и появляются пустоты (фиг.6 б,в).

Механические свойства углеродистых сталей (прочность и пластичность), выдержаных в литии, резко снизились. Снижение механических свойств тем больше, чем больше углерода в сталях в исходном состоянии. Железо, содержащее углерода 0,04%, показало удовлетворительную коррозионную стойкость. Если в одном реакционном сосуде находились образцы с различным содержанием углерода, то в этих условиях для сталей с меньшим содержанием углерода наблюдается меньшее изменение механических свойств по сравнению с тем, которое наблюдается, когда в сосуде находятся образцы только этой же стали.

б) Хромоникелевые стали

Коррозионная стойкость в литии изучалась для следующих хромоникелевых сталей: 4Х14Н14В2М, Х20Н14С2, ОХ18Н9 и 4Х18Н9Т. В качестве реакционных сосудов применялось железо, содержащее углерода ~ 0,04%.

Установлено, что количество поглощенного лития указанными сталями зависит от содержания в них углерода. Так, после выдержки сталь 4Х14Н14В2М содержала лития $7 \cdot 10^{-2}\%$, а сталь 4Х18Н9Т – $2 \cdot 10^{-3}\%$. Скорость коррозии, подсчитанная по потере веса образцов, соответственно составляет: 0,06 и $0,034 \text{ г}/\text{м}^2\text{ час}$.

Установлено также незначительное снижение содержания никеля, хрома, кремния и вольфрама в исследованных сталях, а содержание

-9-

углерода во всех случаях возросло до 0,6-0,7%.

Источником углерода являлись реакционные сосуды. В данном случае мы имеем типичный пример переноса углерода к сталям, имеющим в своем составе более карбидообразующие элементы, чем железо.

Металлографическое исследование показало, что взаимодействие лития с хромоникелевыми аустенитными сталями имеет межкристаллический характер, глубина коррозии достигает 2,78 мм/год (фиг. 7а, б).

Изменились также и механические свойства: относительное удлинение с 45-50% снизилось до 4-6%, а число гибов с 30 до 1-2; предел прочности уменьшился с 69 до 61 кг/мм². Из четырех исследованных сталей несколько меньшее изменение механических свойств наблюдается для стали 4ХТ4Н14В2М.

в) Хромистые стали

Изучение коррозионной стойкости хромистых сталей в литии производилось на образцах промышленных (1Х13, 2Х13 и 3Х13), а также на образцах сталей лабораторных плавок, содержащих хрома от 12 до 17%, и добавки молибдена, ниобия, вольфрама и в некоторых случаях 2% никеля. После выдержки в литии было установлено увеличение углерода в хромистых сталях тем в большем степени, чем больше хрома они имеют (фиг. 8). Источником углерода и в этом случае являются реакционные сосуды. Наблюдается также назначительное снижение хрома в сталях.

Образцы сталей 1Х13, 2Х13, и 3Х13 были дополнительно испытаны в реакционных сосудах из сталей того же состава, что и образцы. Эти испытания показали, что содержание хрома в образцах практически не изменилось по сравнению с исходным состоянием, а содержание углерода уменьшилось соответственно на 0,02; 0,04 и 0,07%. Скорость коррозии, подсчитанная по потере веса во втором опыте, примерно в 5 раз меньшая, чем в первом опыте; глубина коррозии (для 1Х13) снизилась с 1,4 до 0,5 мм/год. Если в первом опыте после выдержки (сталей 1Х13, 2Х13, 3Х13) в литии наблюдалось незначительное повышение прочности и снижение пластичности, то во втором опыте наблюдается снижение прочности на 4-6 кг/мм² и твердости на 10-20 единиц; характеристики пластичности остаются практически без изменения. Количество лития, проникшего в образцы второго опыта, составляет меньше 0,001%.

-10-

Перенос углерода обнаружен также и при испытании сложнолегированных хромистых сталей. Так, для сталей с 13, 15 и 17% Cr, дополнительно легированных 1-2% Mo, 1-2% Nb скорость коррозии (по глубине) составляет примерно одинаковое значение и составляет 1,3-1,4 мм/год. По потере веса меньшая коррозия наблюдается для сталей с большим содержанием ниобия; изменение содержания молибдена от 1 до 2% практически не влияет на значение потери веса в результате коррозии.

Для всех указанных сталей после выдержки в литии наблюдается изменение механических свойств, однако для сталей с 13% Cr наблюдается меньшее падение пластичности.

Наличие 2-2,5% Ni в стали с 17% Cr, 2% Mo и 1% Nb после выдержки в литии привело к сильному падению пластических свойств, а глубина взаимодействия достигает 5,6 мм/год.

Из 30 различных составов хромистых сталей, дополнительно легированных другими компонентами, меньшее коррозионное взаимодействие наблюдается для стали типа 1ХЛ2МВ4Б. Для этой стали наблюдается науглероживание такое же, как и для других сталей, но глубина коррозии составляет всего ~0,7 мм/год (фиг.9а,б), а механические свойства, особенно относительное удлинение и число гибов с перегибом, практически не изменяются, что хорошо видно из таблицы 6.

Таблица 6

Сталь	Свойства в исходном состоянии		После выдержки без среды, 800°, 230 часов	После выдержки в литии, 800°, 230 часов
	57 - 58	6 _b , кг/мм ²		
1ХЛ2МВ4Б	33 - 37	6 _s , кг/мм ²		
	21 - 25	δ, %		
	146 - 158	H _v		
	42 - 45	Число гибов		
	52 - 56	6 _b		
	31 - 35	6 _s		
	22	δ		
	151 - 171	H _v		
	12 - 13	Число гибов		
	55 - 62	6 _b		
	35 - 43	6 _s		
	20	δ		
	162 - 180	H _v		
	12 - 13	Число гибов		

-II-

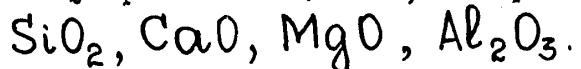
Большую коррозионную стойкость в литии стали 1Х12МВ4Б по сравнению с другими хромистыми сталями объясняем наличием в ней повышенного количества вольфрама.

4. Возможный механизм коррозии конструкционных сталей в натрии и литии

Если представить себе, что конструкционный сплав состоит из компонентов, практически не взаимодействующих со щелочными металлами, и как сталь, так и щелочные металлы не имеют примесей, то коррозионного взаимодействия не должно наблюдаться.

В настоящей работе и в литературе (1) показано, что наблюдаемая коррозия промышленных сталей обусловлена главным образом наличием примесей в щелочных металлах. Известно, что и промышленные стали, даже хорошо раскисленные, содержат примеси, залегающие как в объеме зерна, так и по границам зерен.

Стали, сплавы и даже так называемые чистые металлы имеют междузеренное вещество, которое в основном состоит из окислов:



Исходя из наличия указанных примесей, залегающих в какой-то степени по границам зерен сталей, и наличия примеси кислорода в натрии можно представить следующий механизм коррозии.

1. Если бы натрий был достаточно чистым, то при наличии междузеренного вещества, состоящего из окислов $\text{SiO}_2, \text{CaO}, \text{MgO}, \text{Al}_2\text{O}_3$, коррозионное взаимодействие можно было бы представить как взаимодействие натрия с указанными окислами. По термодинамическим данным реакция натрия с SiO_2 вполне возможна: $4 \text{Na} + \text{SiO}_2 \rightleftharpoons 2\text{Na}_2\text{O} + \text{Si}$.

Так как в чистом натрии промышленные нержавеющие стали являются все же устойчивыми, то нужно полагать, что в указанных условиях реакция восстановления не идет, или, если идет, то чрезвычайно медленно.

2. При наличии в сталях междузеренного вещества, указанного состава и кислорода в натрии коррозионное взаимодействие можно представить как процесс сплавления окислов междузеренного вещества с окислами натрия.

В результате этого могут образовываться более легкоплавкие соединения или сплавы.

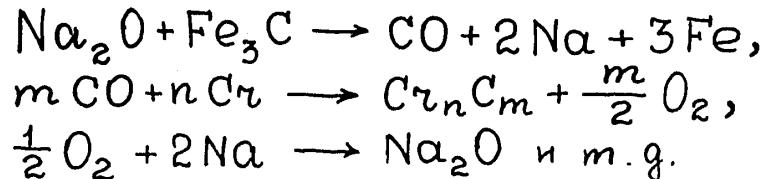
В частности, соединение $\text{Na}_2\text{O} \cdot 2\text{SiO}_2$ имеет температуру плавления

874°, а сплав эвтектического состава между $\text{Na}_2\text{O} \cdot 2\text{SiO}_2$ и SiO_2 имеет температуру плавления 793° (6). При более сложном составе между зеренного вещества с Na_2O , вероятно, могут образовываться и другие соединения и сплавы с более низкой температурой плавления, чем исходные компоненты. Пониженная температура плавления образуемых соединений или сплавов в известной мере определяет реакционную способность в данном направлении. То обстоятельство, что спектральным анализом в этой работе показано наличие натрия на большой глубине является косвенным подтверждением намеченного механизма коррозии сталей.

Механизм переноса углерода от одной стали к другой может быть представлен по следующей схеме.

1. Перенос углерода через карбид щелочного металла. Особенно это может иметь место при наличии существенной растворимости углерода в щелочном металле и при прямом образовании его карбидов, как это имеет место для случая лития (3, 4).

2. Перенос углерода через газообразную фазу, к примеру:



3. При наличии углеводородов над жидким щелочным металлом, а следовательно, и в самом металле, как это было в наших опытах, науглероживание может происходить непосредственно через углеводороды.

Указанные коррозионные процессы могут протекать во всех щелочных металлах, но в зависимости от индивидуальных свойств того или другого щелочного металла скорость коррозии будет разной.

В случае лития, коррозия сталей дополнительно может протекать благодаря наличию значительной растворимости отдельных компонентов стали в нем, о чём выше мы уже говорили.

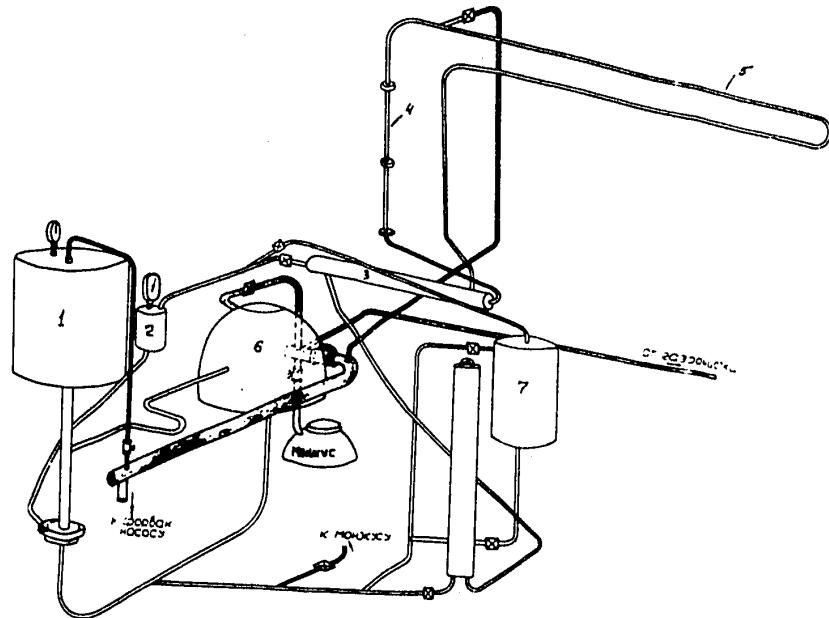
Выводы

1. Коррозионное взаимодействие нержавеющих сталей в натрии обусловлено наличием примесей кислорода и углерода в натрии, а также, вероятно, и загрязнением окислами сталей. При всех прочих равных условиях стали, хорошо раскисленные и выплавленные в вакуме, должны иметь большую коррозионную стойкость.
2. Стали и сплавы, содержащие большее количество некарбидообразующего элемента (никеля), в меньшей степени склонны к науглероживанию.
3. Углеродистые стали не являются коррозионностойкими в литии.
4. Хромоникелевые нержавеющие, а также хромистые нержавеющие стали с добавкой 2% никеля также не являются коррозионностойкими стальми в литии.
5. При наличии источника углерода в системе с теплоносителем щелочных металлов большее науглероживание должно наблюдаться для сталей с большим количеством карбидообразующих элементов.
6. Добавки вольфрама до 4% к сложнолегированным хромистым нержавеющим стальям способствует сохранению комплекса механических свойств после коррозионных испытаний в литии.

Литература

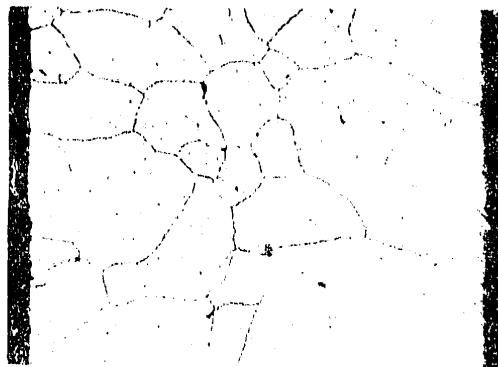
1. Lyon R.N., Liquid Metals Handbook, Department of the Navy and U.S Atomic Energy Commission, June, 1952, Liquid Metals Handbook (Sodium (Nak) Supplement) Editor in Chief Carey B. Jackson
2. Доклад № 124 на 1-ой Женевской конференции по мирному использованию атомной энергии. The Solubility of Structural Materials in Sodium, R.A. Baus, A.D. Bogard, I.A. Grond, I.B. Jockhart, R.R. Miller and D.D. Williams
3. М.П.Славинский. "Физико-химические свойства элементов", 1952 г.
4. П.И.Федоров и Су Мэй-Цзэн, Хуасюэ сюэбао, 1957, февраль.
5. И.М.Федоренко, ЖТФ т.XXI, вып.2, 1951 г. Tammann, Z.S.anorg.allg. Chem № 1, 1930 г. М.В.Классен-Неклюдова и Т.А.Конфорова, У.Ф.Н., вып.3 и 4, стр.249 и 345. И.С.Гаев. Дефекты строения стали, стр.159, 1947 г.
6. Техническая энциклопедия. Справочник физико-химических величин, т.VI, стр.199, 1936 г.

-14-

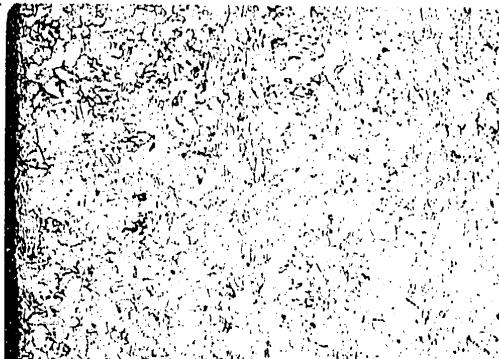


Фиг.4. Схема натриевого контура для изучения коррозионной стойкости материалов: 1 - насос; 2 - бак измерения напора металла; 3 - теплообменник металл-металл; 4 - нагревательный участок; 5 - участок с образцами; 6 - рессиверный бак насоса; 7 - фильтр-ловушка

-15-



a



б



в

Фиг.2. Микрофотографии сталей в исходном состоянии Х200:
а - ЭИ-211, б - ЯМТ, в - ЭИ-448

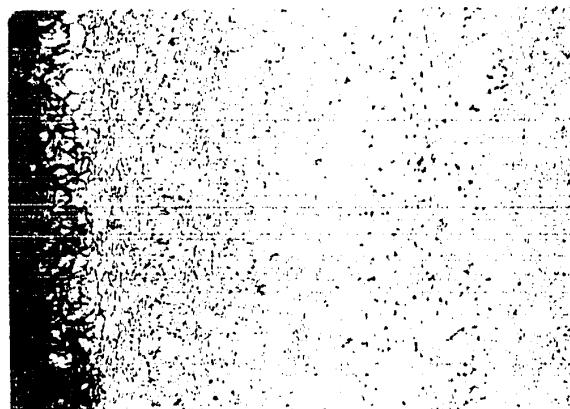
-16-



a



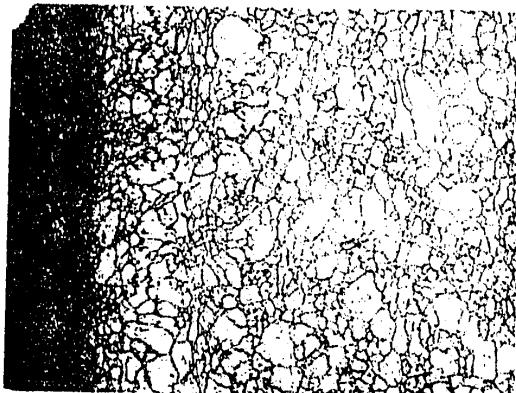
б



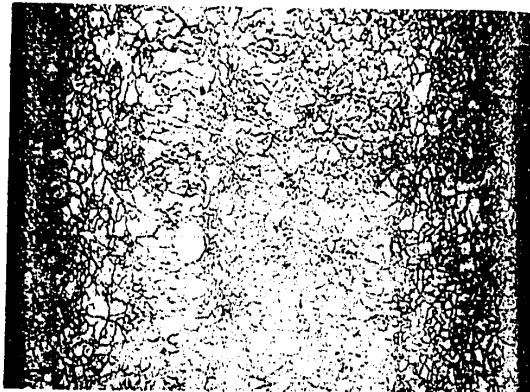
в

ФИГ.3. Микрофотографии сталей после испытания в ватрии с
 $7-8 \times 10^{-3}\%$ кислорода в течение 5100 час.х200 :
а - ЭИ-211, б - ЯМТ, в - ЭИ-448

2194



a



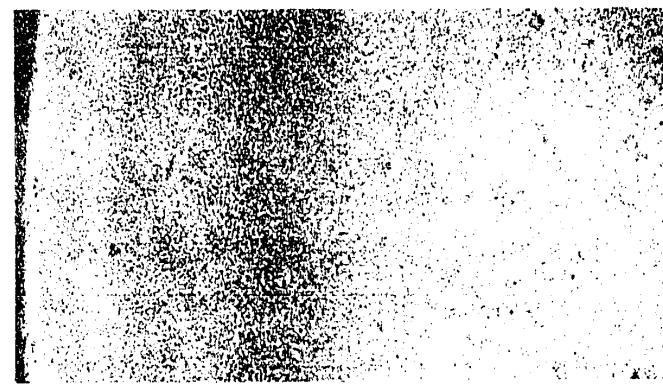
б

ФИГ.4. Микрофотографии сталей после испытания в натрии с
 $2 \cdot 10^{-2}$ % кислорода в течение 4100 час. x200:
а - ЯИТ, б - ЭИ-448

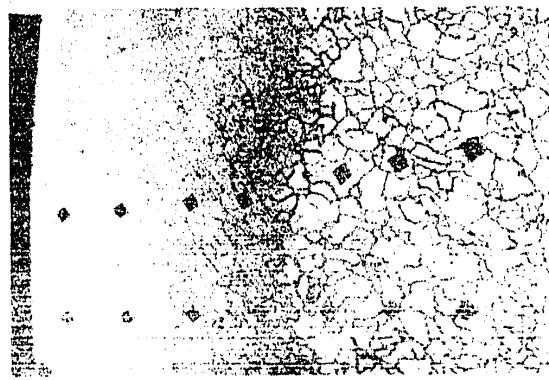
-18-



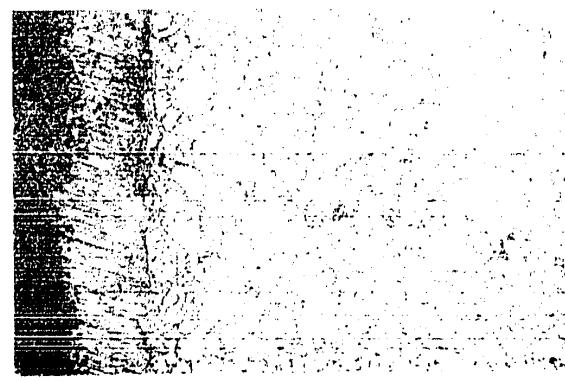
a



б



в



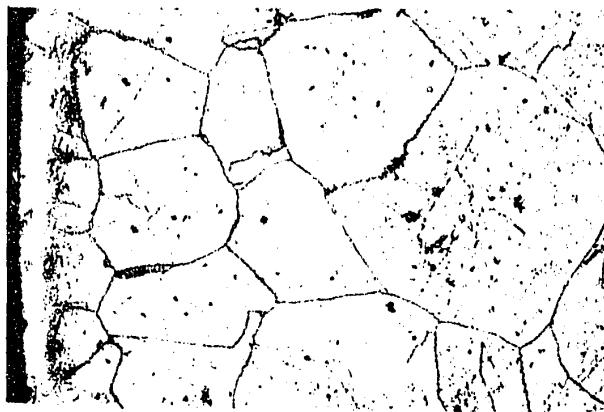
г

ФИГ. 5

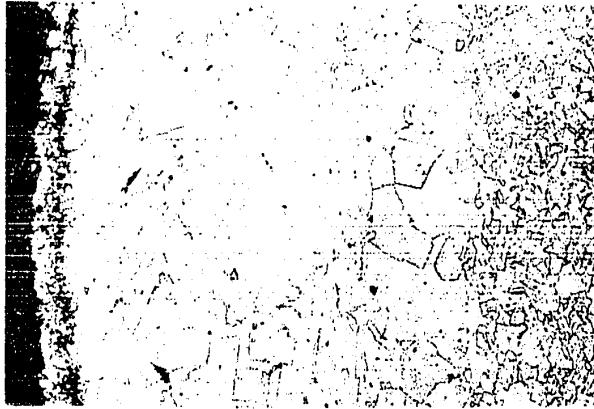
2/84



д

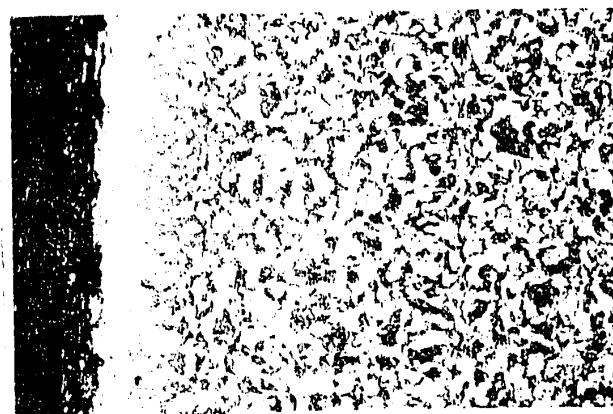


е



ж

Фиг.5. Микрофотографии сталей после испытания в натрии с углеродом в течение 1500 час.х200: а - ЭИ-211; б - ЯИТ, в - ЭИ-448, г - никром X20H65, д - никоник IX20Н75БТ, с - никоник IX16Н60М2, ж - никель



a



б

Фиг.6. Микрофотографии стали 45: а - в исходном состоянии x200; б - после испытания в литии X800

2194



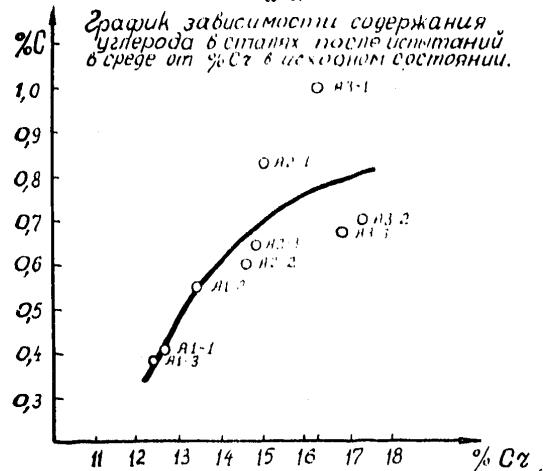
а



б

Фиг.7. Микрофотографии стали ЯМТ х 200: а - выдержка 800⁰ 230 час. без среды; б - выдержка 800⁰, 230 час. в литии

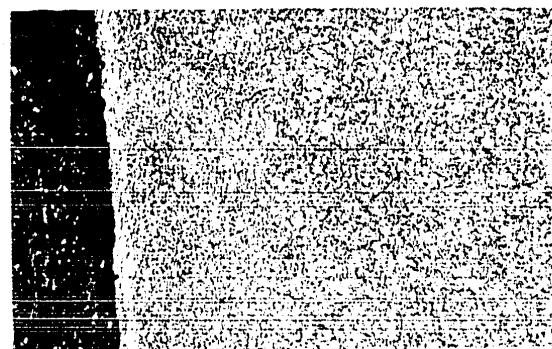
-22-



Фиг.8. Склонность к науглероживанию хромистых сталей после выдержки в литии в зависимости от содержания Cr



а



б

Фиг.9. Микрофотографии стали X12MB4B x 200: а - выдержка 800°, 230 час. без среды; б - выдержка 800°, 230 час. в литии